

纤维增强复合材料疲劳研究现状和发展

朱 晓 阳

上海材料研究所 (邮政编码200433)

提要 纤维增强复合材料的疲劳研究是一个很活跃的领域。本文根据近20年来国内外有关复合材料疲劳研究的论文和报告,综述了当前研究的四个方面问题:①复合材料疲劳性能研究及其影响因素;②疲劳损伤的形成和裂纹扩展;③疲劳损伤模型;④疲劳寿命估算。笔者还对当前复合材料疲劳研究的发展表述了己见。

关键词 纤维增强复合材料;疲劳破坏特征;疲劳裂纹;疲劳损伤;疲劳寿命估算

1 复合材料的疲劳破坏特征

纤维增强复合材料由于比强度和比刚度高,耐磨、耐蚀性能好而广泛地应用在船舶、化工、汽车和航空航天等领域。因为许多构件和部件在工作中受到的是交变载荷,所以对于复合材料的疲劳研究,人们给予了越来越多的重视。开始人们先用熟知的研究金属疲劳的方法讨论复合材料的疲劳特性和影响因素,后来逐渐感到有专门定义复合材料损伤起源和裂纹扩展以至破坏的必要性,开始着眼于复合材料疲劳自身新的损伤定义和描述方法。国外从70年代起,研究复合材料的疲劳强度和疲劳寿命的文章开始增多。国内从80年代初,也开始了复合材料疲劳研究工作,并取得了很多成果。笔者感到,归纳总结国内外在复合材料疲劳问题研究中的最新成果,对于我们的研究工作是有益的。

首先,谈一下纤维增强复合材料的疲劳破坏特征。在交变应力幅作用下,复合材料与金属材料相比,其损伤特征和疲劳性能都有许多本质上的不同。由于复合材料本身具有各向异性,疲劳破坏特征主要表现在以下几个方面:

①损伤机理与金属材料不同。金属材料的破坏机理是,试件在受到交变载荷时常常出现一条主裂纹,当裂纹扩展到某一临界值时会突然失稳破坏。所以这条裂纹控制着最终的疲劳破坏。而复合材料的破坏是在构件的高应力区内产生严重损伤,它的疲劳损伤形式多种多样,如纤维和基体界面分离、纤维断裂、基体开裂或沿纤维开裂和层间开裂同时产生等等。

②疲劳裂纹非共线扩展。疲劳裂纹在扩展过程中碰到纤维时,既可以沿纤维,也可以跨越(或剪断)纤维扩展,遇到纤维界面时,倾向于拐弯沿界面扩展。所以除少数层间裂纹在I型外力作用下会共线扩展外,多数裂纹扩展是复合型的。特别对层板情况,裂纹扩展是

I, II型的复合, 并且常见I, II型与III型的混合状况。

③疲劳强度特征与其静强度参数之间存在一定的对应关系。复合材料构件在一定应力水平下循环加载一段时间后, 其静强度参数, 如刚度、剩余强度会下降, 阻尼上升。所以现在复合材料的设计, 常把刚度(或剩余强度)下降到初始值的某一百分数作为破坏准则。

④在低周疲劳中对应变范围十分敏感。这也许与粘弹性作用有关。与金属相比, 复合材料的静强度和高周疲劳强度相对于低周疲劳强度来讲是高的。因此国外复合材料的结构件设计, 多用低周疲劳数据。

⑤疲劳强度的统计性。由于复合材料在制造中, 不可避免地存在加工缺陷和材料不均匀性, 所以实际使用的复合材料, 其疲劳强度和寿命的数据都较分散。现在多用对数正态分布和Weibull分布来拟合疲劳强度和寿命数据。

2 复合材料疲劳特性曲线和影响疲劳强度的因素

2.1 疲劳特性曲线 美国ASTM在1978年制订(1982年修改颁布)了有向纤维树脂

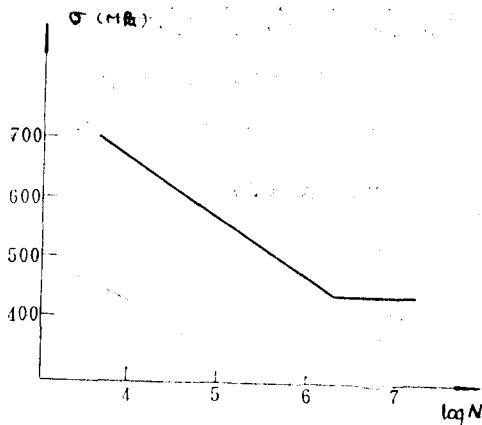


图1 拉拉疲劳S-N曲线

基体复合材料拉拉疲劳试验标准^[2], 我国GB 3354-82^[3]也提出了拉拉疲劳试验方法。杨乃宾^[4]作了应力寿命曲线(图1), 共试验了5个应力级, 每级应力做11根到22根不等的试样, 用寿命中位值 \bar{x} 绘出S-N曲线。S-N曲线和疲劳极限 σ_r , 求法用以下2式:

$$NS^b = C \quad (1)$$

$$\sigma_r = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n n_i s_i \quad (2)$$

b, c 为材料常数, n 为试样数。

Shumokawa^[5]将寿命数据拟合成对数正态分布, 并作出了P-S-N曲线。Whitnen^[6]认为疲劳寿命符合二参数Weibull分布, 在 n 次循环后, 可得可靠度 $R(n)$

$$R(n) = \exp[-(n/\bar{N})^\alpha] \quad (3)$$

α, \bar{N} 是Weibull分布中的两个参数。将式(1)代入上式, 有

$$S = K \{[-\ln R(n)]^{1/\alpha}\} \bar{N}^{-1/b} \quad (4)$$

其中

$$K = C^{1/b} \quad (5)$$

$$\therefore R(n) = \exp\left[-\left(\frac{n}{C^{-b} S^{-b}}\right)^\alpha\right] \quad (6)$$

文献[7]还对复合材料强度和疲劳性能的误差限与最小试样数作了分析, 提出试样达到15根时, 变差系数 C_v 趋于平稳。

2.2 影响疲劳强度和寿命的因素 这些因素可以分为两大类: 一类是材料本身影响^[1,9-11], 包括基体材料和纤维类型, 铺层方向, 增强组分的体积百分数等; 另一类是外界作用影响^[6,8,12-14,17], 如载荷作用, 平均应力影响, 缺口影响, 多向应力作用^[15,16], 环境影响等^[1,18]。

①图2表示了不同基体材料的疲劳性能。一般认为, 环氧树脂的疲劳性能较好; 非编织

材料的疲劳性能好于编织材料。模量高的纤维材料疲劳性能较好，如石墨，硼等纤维的疲劳强度比芳纶、玻璃纤维的要高。这是因为在同一循环应力水平下，基体与石墨或与硼纤维的界面应变较小。

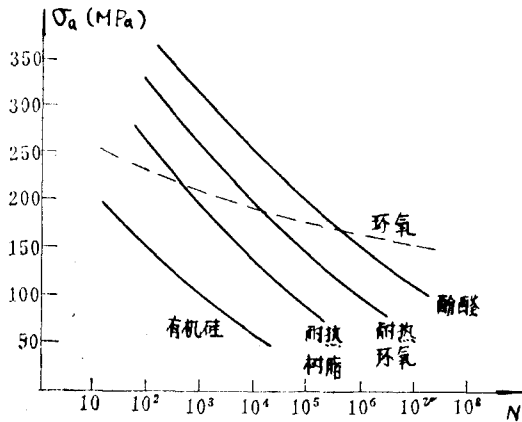


图2 不同基体材料的疲劳强度

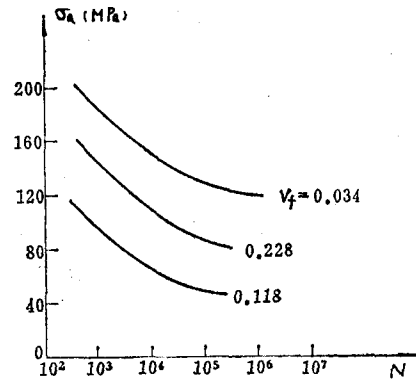


图3 不同纤维体积分数的疲劳强度

②单向铺层的复合材料拉伸强度低，疲劳性能也低。而且单向材料抗压载荷能力很小，其横向强度低；在压缩循环载荷下，很快发生劈裂。增加90°方向铺层可克服纵向开裂。另外，铺层顺序也影响疲劳寿命^[19]。

③增强纤维组分的体积百分数 V_f 高，疲劳寿命也高（图3），疲劳极限增大（图4），裂纹扩展速率下降^[23]。一般认为 V_f 在60—70%左右较好。

④不同的加载方式对复合材料的疲劳强度也有影响^[17]。对复合材料来讲，一般轴向拉拉疲劳比弯曲疲劳性能要低。而剪切疲劳和纵拉疲劳强度则根据不同的材料而异（图5，图6）。

⑤应力比变化对材料的疲劳强度也有影响。图7是石墨/环氧层板在两种应力比下的疲劳寿命曲线。

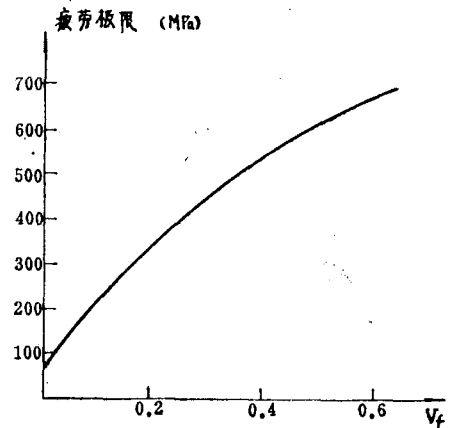


图4 体积分数和疲劳极限的关系

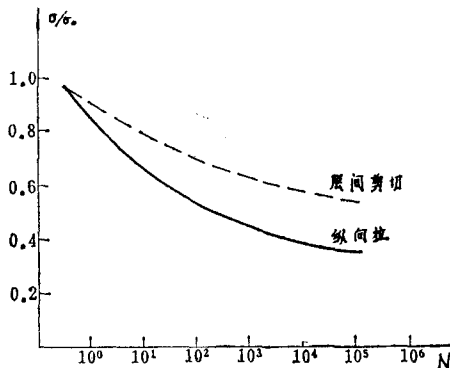


图5 玻璃-环氧材料疲劳强度

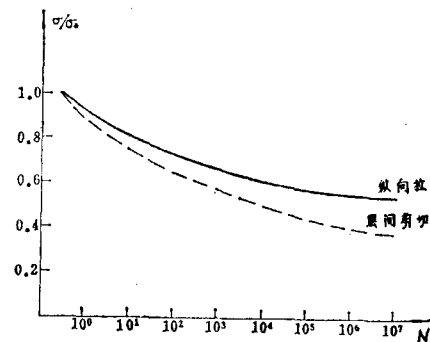


图6 单向硼-环氧材料疲劳强度

可以看到, 当应力比 R 增大时, 寿命有所下降。另外, 我们还可用平均应力 σ_m 和应力幅 σ_a 分别作为横纵坐标来表示材料性能曲线 (也称为 S - S 曲线)。图 8 是三种不同基体复合材料的 S - S 曲线, 韧性较好的 300—400 环氧为基体时的疲劳强度较高。

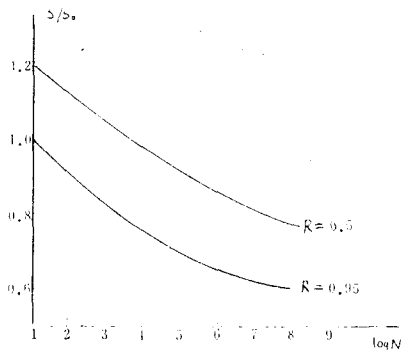


图 7 应力比对疲劳性能的影响 (石墨/环氧层板)

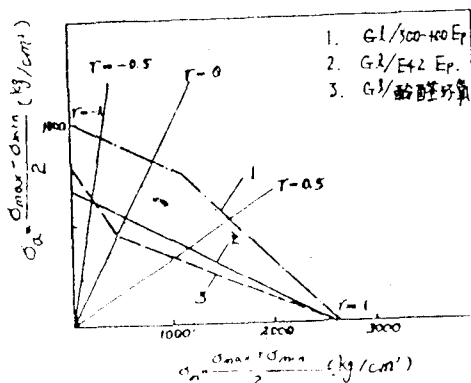


图 8 三种FRP的 S - S 曲线

⑥研究复合材料在多向交变应力作用下的强度准则, 是用给定的条件疲劳极限代替复杂应力状态下强度准则中的静强度值。Owen^[15] 对复合材料管子进行了双向交变载荷的试验。Roten^[16] 给出了多向应力时的动态强度准则:

$$\sigma_L^c \leq S_L^f \quad (7)$$

$$(\sigma_L^c / S_L^f)^2 + (\tau_{LT}^c / S_s^f)^2 \leq 1 \quad (8)$$

$$(\sigma_i^c / S_i^f)^2 + (\tau_{si}^c / S_s^f)^2 \leq 1 \quad (9)$$

式中应力 σ, τ 上标 c 表示交变应力, 强度 S 上标 f 表示条件疲劳极限, 下标 L, T, s, i 分别表示纵向, 横向, 面内剪切和层间各项。

⑦复合材料疲劳强度对缺口的敏感性比金属材料小。这种现象称为复合材料的拟脆性。Waddups^[12] 等人对无缺口和有缺口的碳/氧层板做了疲劳试验。表 1 中的结果表明经疲劳循环后的缺口试件强度反而比未循环时的材料强度要高。有缺口的材料静强度有所下降。但疲劳后的剩余强度, 有缺口与无缺口的试件其值大致相同。

表 1 无缺口与有缺口碳/环氧 (0/90) 层板疲劳前后强度值

试 样 (mm)	平均静态强度 (MPa)	平均剩余强度 (5×10^6 周后)
无应力集中	576	532
1.6 直径圆孔	475	536
1.6 圆孔 + 0.46×0.1 缺口	496	512
1.6 圆孔 + 2.0×0.1 缺口	402	548

从图 9 可见, $G_1/E_1 (0/\pm 45/90)_2$ 层板, 当 $R = -1$ 时, 有切口的和无切口的试件疲劳强度相差无几。分析其原因是复合材料受到交变应力作用后, 其切口根部有界面分枝裂纹, 使得根部应力集中松弛所致。

⑧温度和介质是主要的环境影响因素。图 10 表示了各种温度下 ($-150^\circ\text{C} \sim +150^\circ\text{C}$),

玻璃/环氧层板的疲劳性能曲线。当温度高于基体的玻璃化转变温度时，就会对疲劳寿命有影响。另外，试验中频率高，会引起材料表面温度升高。许多化工设备中使用的复合材料零部件是在介质条件下工作的。一般讲，玻璃纤维抗酸性较强。

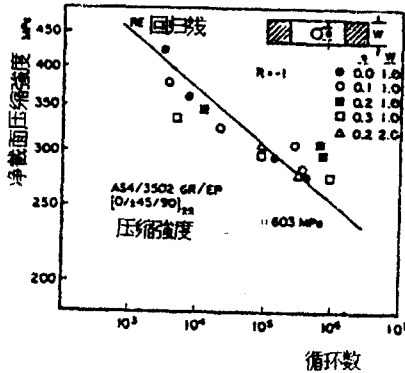


图9 圆孔对疲劳寿命的影响

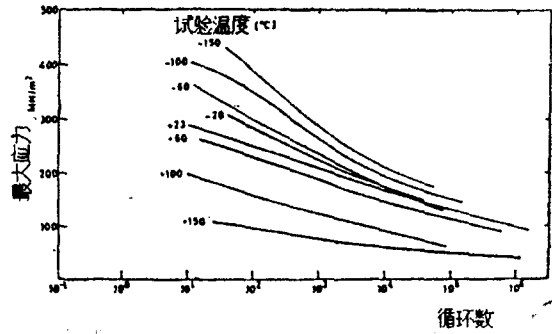


图10 玻璃/环氧层板不同温度下的S-N曲线

⑨由两种或两种以上纤维组成的复合材料称为混杂纤维材料。混杂纤维可以是高模量纤维（低延伸率）和低模量纤维（高延伸率）的结合，混杂后的材料极限应变和疲劳强度都得到增大，起到了增大损伤极限的作用。

与长纤维复合材料相比，短纤维复合材料抗疲劳损伤能力较差。对随机取向短纤维，疲劳损伤起源于垂直载荷方向的纤维脱粘；若纤维较直，则纤维端部和薄弱界面是裂纹源地^[23]。现在正在进行混杂短纤维疲劳强度的研究，可望有新的进展。

3 复合材料疲劳损伤起始和裂纹扩展

3.1 损伤形成及裂纹扩展机理 疲劳损伤起源，一般认为是纤维和基体分离以及基体横向开裂^[23-29]。Broutman^[8]分析损伤机理时发现，产生脱粘的应力比断裂时所需应力低得多。在层合板中，损伤首先是在垂直载荷方向或与载荷方向成大角度的铺层中产生，然后沿纤维脱粘，形成微裂纹。损伤分层的原因主要是各单层的模量及 Poisson 系数不同。复合层板受力后，层间便产生剪应力和正应力，如(0/90)₂层板界面上应力就是因为0°和90°上 Poisson 比不一致而引起的。受力后层内横向变形要协调，所以局部产生了层内剪应力 τ_{xz} ，并为平衡此剪应力产生了力矩，于是层内产生了正应力 σ_x 。文献[25]对层板作了正应力 σ_x 变化的有限元分析。

文献[24]对基体横向开裂机理作了分析，认为由于复合材料层板各向异性，沿纤维方向有较高的强度，而垂直纤维方向的材料强度则很低，因此多层板受到拉伸时，先在90°方向，然后在其它偏轴层中出现平行于纤维方向的裂纹。对热固性材料，损伤起源于纤维和树脂基体的界面，界面开裂后使载荷不传递到横向纤维，而让横向层中基体受到大部分载荷，这样便使基体开裂。

Lerenro^[30]用声发射观察了单向复合材料的裂纹扩展，发现玻纤/环氧材料的基体先横向开裂，然后沿纤维扩展。对混杂纤维复合材料（玻/碳）损伤的研究表明^[6]，起裂源在高碳纤维处，裂纹扩展却在低碳纤维处。在低周疲劳下，玻纤比碳纤对疲劳更敏感，而在频率较高时，两种材料的疲劳敏感性差不多。

Theocaris^[30] 对裂纹扩展机理作了研究, 认为裂纹向前扩展的原因是基体纤维间模量不一致, 使二者间产生了剪应力, 促使沿界面产生的裂纹在基体中扩展, 到下一个界面时, 形成界面断裂, 然后在基体中再扩展 (图11)。

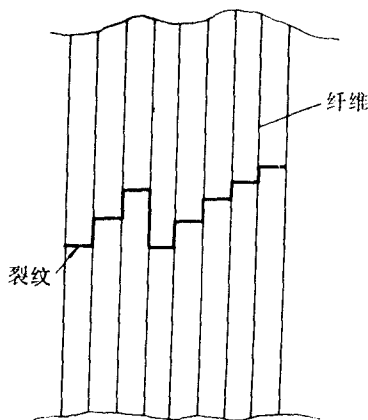


图 11 裂纹扩展途径示意图 (碳纤/环氧)

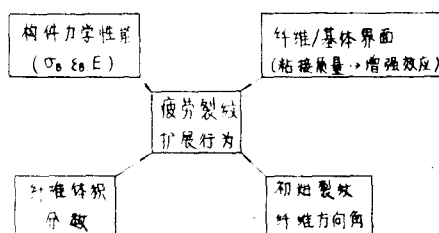


图 12 影响复合材料裂纹扩展的各种参数

Tashiyaki^[32] 研究表明, 平均应力变化不影响裂纹萌生, 但对疲劳裂纹扩展起加速作用。Gregory^[31] 分别用正应力理论, 张量多项式, 应变能密度理论预测单向石墨/环氧裂纹扩展方向。结果表明, 用正应力预测裂纹扩展方向较为准确。

研究疲劳裂纹扩展的文章很多^[31-40], Krey^[40] 总结了影响裂纹扩展的各种因素 (图12), 认为构件本身的力学性能 (σ_b, ϵ_b, E), 纤维体积分数, 纤维-基体的界面结合力 (粘接质量, 增强效应) 和初始裂纹的纤维方向角都影响疲劳裂纹扩展行为。

邵毓俊^[26] 分析了复合材料疲劳失效的最后断裂机理, 发现在 $0^\circ/90^\circ$ 方向的界面上产生横裂纹。由于疲劳循环中有压缩载荷, 远离中心轴的层中萌生裂纹, 并产生分离。

在实际构件中, 铺层很少是单向排列, 一般是交叉铺层或混杂纤维任意排列。所以裂纹走向也无规则, 可能沿纤维迂回弯曲, 也可能是某根纤维断裂。裂纹穿过纤维到达最薄弱的面或层就突然破坏。因此有人就提出了裂纹萌生和扩展的统计模型^[41,42]。范赋群^[41] 提出了裂纹逐渐扩大模型, 认为裂纹产生是随机的, 长大也是随机的, 最后裂纹非稳态扩展至破坏。这个临界随机扩展模型的特点是考虑了裂纹扩展具有非相似性, 避免了一般的链式模型。

3.2 疲劳裂纹扩展速率 众所周知, 研究金属材料疲劳裂纹扩展一般都用Paris公式

$$da/dN = c(\Delta K)^n \quad (10)$$

在研究复合材料的疲劳裂纹扩展中, 很多学者也借用了这个公式。但在计算应力强度因子 ΔK 时, 考虑了材料的各向异性, 用有限元等方法求解复合材料的刚度。当然, 这是断裂力学的工作。疲劳工作则是借用了这些研究成果, 用象式 (10) 那样的形式来描述复合材料的疲劳裂纹扩展规律, 这方面文献很多^[33,35,40,43-45]。值得注意的是, 国外把 da/dN 与应变能释放率 G 联系起来的研究文章在增多。下面介绍两种有关这方面的主要计算公式。

①Glaes-Göran^[46] 用单向石墨/环氧层板制成了双悬臂梁 (DCB) 和带裂纹的叠层剪切试样 (图13) (CLS), 分别研究了在 I 型和 I, II 混合型开裂下的疲劳裂纹扩展速率。

对 DCB 试样, I 型

$$da/dN = 1.32 \times 10^{-25} (\Delta G_I)^{8.81} \quad (11)$$

I, II 混合型

$$da/dN = 6.2 \times 10^{-2} (\Delta G_I + \Delta G_{II})^{6.76} \quad (12)$$

二者可合为一个表达式

$$da/dN = B (\Delta G)^n = B (\Delta G_I + \Delta G_{II})^n \quad (13)$$

这里 G 可用柔度法求得:

$$G = \frac{1}{2} \frac{P^2}{B} \frac{dC}{da} \quad (14)$$

$$C \text{ 是柔度} \quad C = ba^m \quad (15)$$

$$\therefore G = \frac{P^2 b m a^{m-1}}{2B} \quad (16)$$

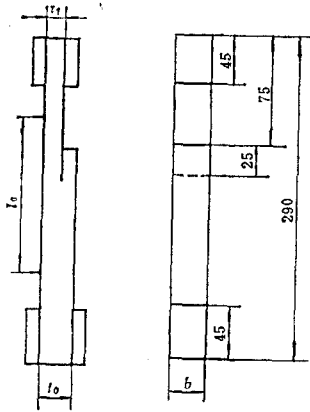


图 13 CLS 试样形状

其中 b, m 为材料常数, B 为试样厚度, a 为裂纹长度, P 为最大载荷。

对 CLS 试样, C (柔度) 为

$$C = \left(a \left(\frac{1}{t_1} - \frac{1}{t_0} \right) + \frac{l_0}{t_0} \right) / E_x b \quad (17)$$

经化简,

$$G = G_I + G_{II} = \frac{P^2}{2b^2 E_x} \left(\frac{1}{t_1} - \frac{1}{t_0} \right) \quad (18)$$

l_0 为引伸仪长度, t_0, t_1 为试样尺寸 (见图 13), E_x 是 x 方向的刚度。考虑到裂纹有闭合效应, ΔG_{eff} (有效应变能释放率) = $G_{max} - G_{opp}$ 。当 $G_{min} > G_{opp}$ 时, $\Delta G_{eff} = G_{max} - G_{min}$; 当 $G_{min} < G_{opp}$ 时, $\Delta G_{eff} = G_{max} - G_{opp}$ 。 G_{opp} 是裂纹张开时应变能释放率。图 14 是 G_{eff} 与 da/dN 的关系。

$$\Delta G_{eff} = G_{max} - G_{opp} = \frac{P_{max}^2 - P_{min}^2}{2B} b m a^{m-1} \quad (19)$$

Glaes-Göram 还研究了应力比 R 对裂纹扩展速率的影响, 发现 R 作用不明显。 $R = 0.3$ 时的 da/dN 稍快于 $R = 0.1$ 时的 da/dN , 而 $R = 0.5$ 时 da/dN 又介于上述二者之间 (图 14)。另外, 他还测得 G_{II} 大于 G_I 。

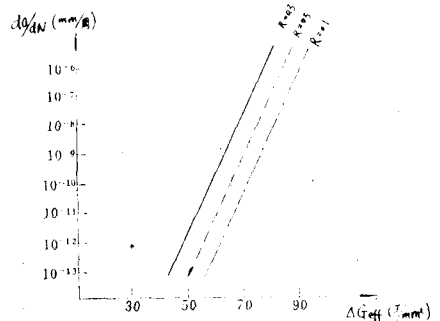


图 14 ΔG_{eff} 与 da/dN 的关系

②Wang^[78] 用 SMC 混杂纤维复合材料制成 DCB 试样, 提出在疲劳循环下, 材料产生大变形的 G_I 表达式为

$$G_I = \frac{9EI}{a^4 b} \delta^2 \left[1 + \frac{15}{4} \alpha \left(\frac{\delta}{a} \right) + \left(\frac{189}{64} \alpha^2 + \frac{6}{7} \right) \left(\frac{\delta}{a} \right)^2 \right] \quad (20)$$

其中 $\alpha = (d + h/2)/a$, d, h 为试样尺寸, δ 为位移, a 为裂纹长度, I 是惯性矩。裂纹扩展速率表达式为

$$da/dN = B (G_I)^n \quad (21)$$

上式积分可得 $N-G_1$ 关系 (图15), da/dN 与 G_1 的关系曲线形状很象金属材料 $da/dN-\Delta K$ 曲线的形状 (图16). 将式 (21) 拟合, 求得 $n=9.6-13.8$ 之间, 较金属的系数 n 大. Wang 还发现 SMC 混杂纤维材料的裂纹扩展基本上垂直于载荷方向, 所以可近似认为 SMC 材料具有各向同性. 他还发现扩展时 G_1 大于裂纹萌生时 G_1 , 这是因为在扩展中包括了各种复杂的失效机理.

还有一些报告是关于两种材料界面中的 da/dN , 高速冲击下的 da/dN 和 II 型中 da/dN 等等 [19,38,39].

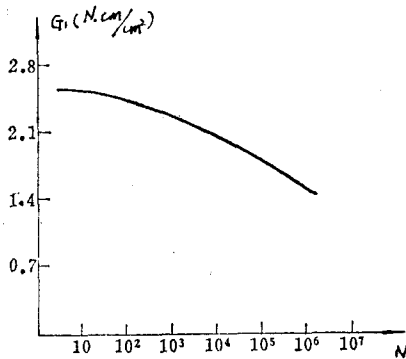


图 15 寿命与 G_1 的关系
 $R=0.1, \Delta\delta=6.73\text{mm}, t=5.08\text{mm}$

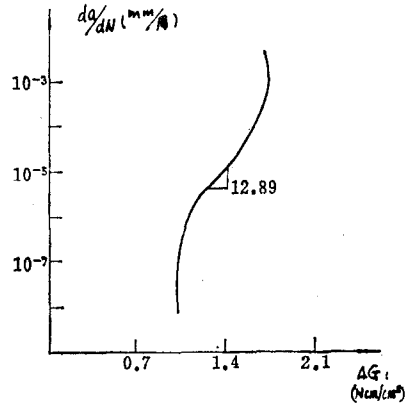


图 16 裂纹扩展速率图 ($R=0.1$)

4 复合材料疲劳损伤模型

定义复合材料的损伤是一个比较复杂的问题. 有效的损伤定义应该有两个前提, 即观测容易和计算方便. 迄今对复合材料疲劳损伤有用割线模量 [37,49-53], 剩余强度 [54-56], 应变, 柔度, 声发射量, 裂纹密度 [57,58], 裂纹长度 [59], 以及脱粘纤维数目和断裂纤维数目等指标来定义的. 对于这些定义中的损伤量的测量, 众多的文献报道了不少新的测量方法, 如增强 X 射线法, C 扫描法 [60], 声发射 [61-63], 动态力学分析 (计算能量的消耗因子) [64], 激光全息, 影象云纹, 红外热象 [65,66] 等等. 下面, 介绍几种新的疲劳损伤模型.

4.1 单级常幅交变载荷作用下的损伤模型

① Radhakrishnan [67] 提出的强度下降损伤模型

$$R(n) = R(n_0) - \beta^c k s^b (n_1 - n_0) \quad (22)$$

$R(n)$ 为剩余强度, β, c 为二参数 Weibull 分布参数, b, k 为常数. 当 $n_0 = 0, n_1 = n$ 时,

$$R(n) = R(0) - \beta^c k s^b n \quad (23)$$

$R(0)$ 为静强度值. 式中 s, β, k 都大于零, 所以剩余强度下降.

② Poursatip [68] 提出损伤两阶段的计算模型. 设损伤 D ,

$$D = c(1 - E/E_0) \quad (24)$$

损伤率

$$\frac{dD}{dN} = -c \left(\frac{1}{E_0} \frac{dE}{dN} \right) \quad (25)$$

E_0 是初始刚度, c 为常数, 损伤 I 阶段是刚度 E 变化较大的阶段, 占全寿命 30% 左右:

$$\frac{dD}{dN} = A_1 \exp(\beta_1 \Delta\sigma - \alpha_1 \Delta\epsilon) \quad (26)$$

损伤Ⅱ阶段（占全寿命70%左右）

$$\frac{dD}{dN} = A_2 \exp(\alpha_2 \Delta \varepsilon - \beta_2 \Delta \sigma) \quad (27)$$

其中 $\Delta \varepsilon = \frac{\Delta \sigma}{E_0(1-CD)}$ ， $C, A_i, \beta_i, \alpha_i$ 为材料常数。

③Tsai^[70] 提出了模量损伤模型。设

$$E = E_0(1-D)^C \quad (28)$$

$$\frac{dD}{dN} = \frac{A(\Delta \sigma/E(1-D))^B}{1 - \sigma_{max}/E_f \varepsilon_f} \quad (29)$$

A, B, C 为材料常数， ε_f, E_f 分别为断裂时的应变和模量。

④Hwang^[79] 系统总结了各类损伤模型后，提出了模量、应变和寿命三个损伤模型，其中疲劳模量为许多学者所引用。设损伤 D 为

$$D = \frac{(E_0 - E(n))}{E_0 E_f} \quad (30)$$

E_0, E_f 分别是初始和断裂时的模量。

⑤Almicida^[71] 在强度下降模型中引入了可靠性

$$\frac{d}{dR} \left(\frac{R}{R_0} \right) = - \left(\frac{R}{R_0} \right)^{-r} \frac{1}{r+1} \quad (31)$$

R_0 为初始静强度， R 服从二参数 Weibull 分布， R 存活率为

$$F(R) = \exp \left\{ \left(\frac{R}{R_0} \right)^{r+1} + n \right\}^{\alpha/(r+1)} \quad (32)$$

r 为材料常数， α 为参数。

⑥值得指出的是，刚度、强度下降模型并不对所有复合材料都适用。有些学者的研究结果并非如上所述。Ganczakowski^[72] 对单向和交叉铺层的 Kevlar 纤维增强塑料 (KFRP) 做了疲劳试验，发现单向 0° 两铺层的模量随循环数 N 稳步上升 (图17)，图中 σ_{ur} 是极限强度。(0/90)₂ 材料模量随 N 有所变化 (图18)。因此对 KFRP 材料不适宜用模量作为损

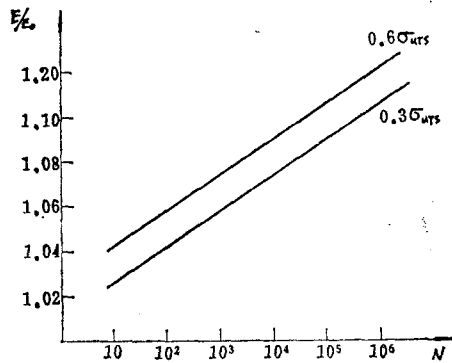


图 17 单向 0° 两层 KFRP 层板的模量与 N 的关系

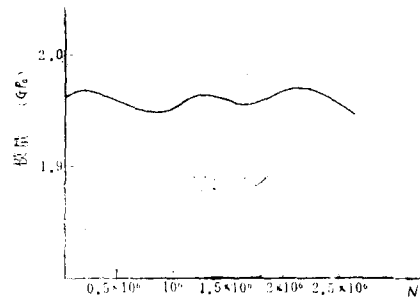


图 18 (0/90)₂ 模量与 N 的关系

伤参数。文献[73]认为用主 Poisson 比作为损伤量更有效。文献[4]指出，剩余强度下降不

会低于 $0.7\sigma_b$ ，一定次数后剩余强度就不变了。

4.2 二级或多级交变载荷作用下的疲劳损伤 通常所讲的复合材料疲劳累积损伤的研究是指研究在二级或多级载荷作用下材料的损伤形式和其寿命与加载次序的关系。在这方面的研究，许多学者也是以金属疲劳中的下列累积损伤公式即 Palmgren-Miner 公式为基础的：

$$\sum_{i=1}^n \frac{n_i}{N_i} = 1 \quad (33)$$

但是复合材料的累积损伤包括了许多新的内容，近几年的文献表明这方面研究已取得了较大进展^[74-78]。

①Akiria Kobayashi^[74]对玻纤/环氧层板试件作了低应力到高应力和高应力到低应力的二级载荷寿命试验。结果表明，做从低 ($\sigma_1/\sigma_b = 0.8$) 到高 ($\sigma_1/\sigma_b = 0.95$) 应力试验时，当 $n_1/N_1 = 0.5$ 时，高载荷加上去会使试件突然发生断裂。而从高到低应力时，前级高应力对裂纹扩展有迟滞作用。图19, 20表明，从高到低应力时模量、剩余强度都有所下降。

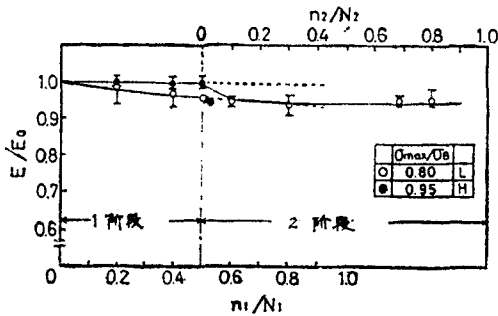


图 19 二级加载刚度下降图

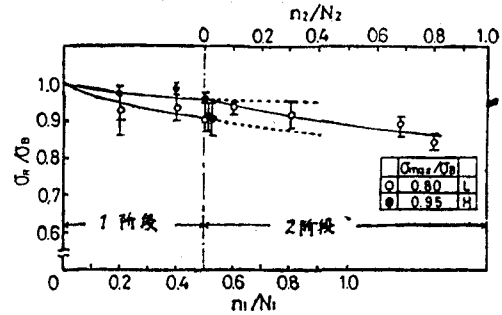


图 20 二级加载强度下降图

②用损伤图来研究多级载荷下的剩余寿命是一个很直观的方法。Hashin 和 Roten^[75]假设碳纤维复合材料的剩余寿命计算公式为

$$\left(\frac{n_1}{N_1}\right)^{1.0 \log N_2 / 1.0 \log N_1} + \frac{n_2}{N_1} = 1 \quad (34)$$

绘出的损伤图(图21)表明，实验点是非线性变化的，Hashin的公式比 Miner公式更接近实验值。

③Broutman 和 Sahu^[77]用玻纤材料制成试件做了二级应力水平的寿命估算。估算公式用 Miner公式，结果表明，

$$\text{对于高} \rightarrow \text{低应力, } \sum_{i=1}^n \frac{n_i}{N_i} = 1.03 - 1.06$$

$$\text{对于低} \rightarrow \text{高应力, } \sum_{i=1}^n \frac{n_i}{N_i} = 0.32 - 0.96$$

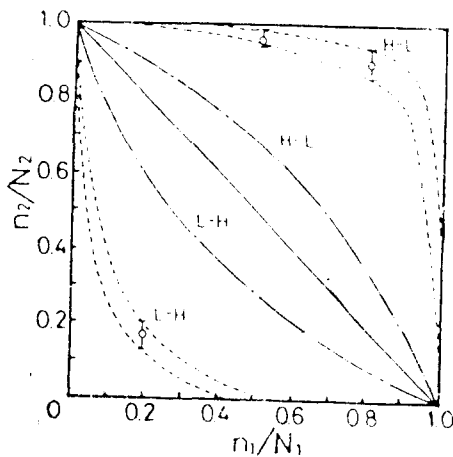


图 21 疲劳损伤图

——为P-M模型 - - - 为Hashin-Roten模型
 ····为试验值

这个结论与金属材料的疲劳累积损伤规律是不同的。

④图 22 是 Akiria^[74] 用光学显微镜观察的在二级应力水平下横截面开裂的密度图。 a_T 是总的裂纹长度， A_T 是扫描面积， 对于高→低应力， a_T/A_T 增长较快。

⑤Hwang^[69] 提出， 在多级载荷作用下损伤函数的结构为

$$D = F(n, r, f, T, M) \quad (35)$$

n 为循环数， r 为应力比， f 为频率， T 为温度， M 为湿度。 一般情况下， n 和 r 是主要因素，

$$D = f(n, r) = f(n)g(r) \quad (36)$$

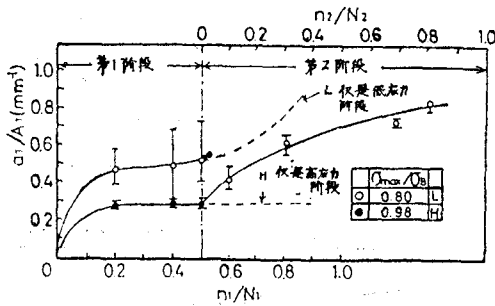


图 22 横向开裂密度图 ($\times 400$)

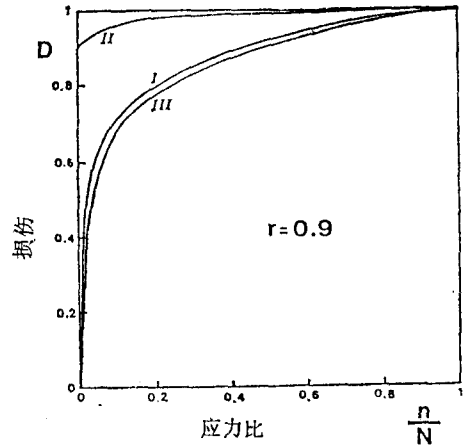


图 23 $r=0.9$ 时， $G-10CR$ 复合材料的损伤量

Hwang 也对高→低， 低→高两种加载情况作了试验， 分别用三种估算损伤模型进行计算。 计算结果见图 23， 表 2 和表 3。 三种损伤模型分别为

$$\text{I} \quad D = (n/N)^c \quad (37)$$

$$\text{II} \quad D = (K - N^c) / (k - n^c) \quad (38)$$

$$\text{III} \quad D = (n/N)^c (k - N)^c / (k - n^c) \quad (39)$$

其中 $K = E_0/A$ ， c 为材料常数。

表 2 $G-10CR$ 复合材料在双应力水平下的疲劳寿命

方 法	低→高应力水平试验	高→低应力水平试验
实 验 值	2125	20740
模型 I	1923	22702
模型 II	2470	19074
模型 III	2086	21884

表 3 $G-10CR$ 复合材料在双应力水平下的疲劳累积损伤

方 法	低→高应力水平试验	高→低应力水平试验
Palmgren-Miner 模型	1.06326	0.92169
模型 I	1.00863	0.98864
模型 II	0.99317	1.00639
模型 III	1.00215	0.98964

正如所期望的那样,用 Miner 公式和以上三种模型计算的损伤接近 1. 三种模型估算的疲劳寿命都较接近实验值(图 23).

从以上计算结果可见,复合材料的疲劳累积损伤和不象金属累积损伤和那样确定.对于金属累积损伤和,从高→低应力时, $\sum_{i=1}^n \frac{n_i}{N_i} < 1$, 而从低→高应力时, $\sum_{i=1}^n \frac{n_i}{N_i} > 1$. 对于复合材料损伤和, $\sum_{i=1}^n \frac{n_i}{N_i}$ 是大于 1 还是小于 1, 似乎与加载次序无关. 其机理需要进一步研究.

4.3 建立损伤模型应考虑的问题 应该承认,具有普遍意义的损伤模型至今还未建立. 而这个具有共性含义的损伤模型至少应考虑以下几个方面: ①可以解释在某一级应力或多级应力水平作用下的疲劳现象. ②可用某一损伤参数,如 $E(n)$, $\frac{n_i}{N_i}$, 或 $R(n)$ 等作为描述材料在循环中的损伤过程. ③可以预估疲劳寿命,而不必用 $S-N$ 曲线.

5 复合材料疲劳寿命估算

研究材料疲劳问题的根本点在于预测材料的疲劳寿命. 在前节谈到的损伤模型中已经看到,损伤参量(如刚度,强度等)都与循环数 n 有关. 国内外许多学者对此已作出了很多贡献^[50,55,57,70-83]. 现在介绍众多的疲劳寿命估算方法中影响较大的三种.

5.1 疲劳模量概念方法 Hwang 和 Han^[70] 引进了这一概念,提出用疲劳模量预测疲劳寿命. 他们的实验表明,复合材料的应力应变曲线随疲劳循环数增加而变化(图 24), 在 n 个循环处的材料弹性模量可根据第 n 个循环时的累积应变得到. 疲劳模量定义为直线 on' 的斜率

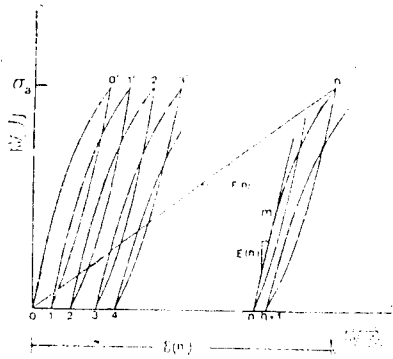


图 24 疲劳模量 $E(n)$ 示意图

$$E(n, r) = \frac{\sigma_a}{\varepsilon(n)} = r \frac{\sigma_u}{\varepsilon(n)} \quad (40)$$

$r = \sigma_a / \sigma_u$, σ_u 为静态极限应力. 初终条件为

$$E(0, r) = E_0 \quad n = 0 \quad (41)$$

$$E(n, r) = E_f \quad n = N \quad (42)$$

并假设外载荷与累积应变之间服从下列线性关系:

$$\sigma_a = E(n_i) \varepsilon(n_i) \quad (43)$$

E 只是一个与 n 有关的函数. 有了以上假设, 可设疲劳模量递降率服从广义三参数递降模型

$$\frac{dE}{dn} = \frac{ACn^{C-1}}{B(E^{B-1})} \quad (44)$$

A, B, C 为材料常数. 当 $B = 1$ 时, 式 (44) 可简化为

$$\frac{dE}{dn} = ACn^{C-1} \quad (45)$$

这就是常用的双参数幂指数定律. 这两个方程与实验结果很相符. 与 $S-N$ 曲线方程

$$S = K \log N + d \quad (46)$$

(K, d 为材料常数) 和 Basquin 方程

$$\sigma_a = \sigma_f (2N)^b \quad (47)$$

(σ_a 为应力幅, σ_f 为疲劳强度系数, b 为常数) 相比较, 式 (45) 更接近试验值 (表 4, 图 25) [85]。

表 4 G-10CR 玻璃环氧复合材料寿命预测和实验结果

r	实验值*	S-N 方程	Basquin 方程	三参数方程	双参数方程
0.9	21000	55360	73580	26485	25050
0.85	14000	10885	10560	9543	9700
0.8	950	420	330	804	880
0.75	130	83	69	164	180
0.65	15	16	16	22	23
0.6	2	3	4	1	1

* 表内实验值为 6 个试样结果的平均值。

当 $n = N$ 时, $E = E_f$, 积分式 (45) 得

$$N = \left(K \left(1 + \frac{E_f}{E_0} \right) \right)^{1/C} \quad (48)$$

其中 $K = E_0/A$, A, C 为材料常数。若引进应变破坏准则, 寿命预测公式 (48) 还可进一步简化, 当 $n = N$ 时,

$$\varepsilon = \varepsilon_u = \frac{\sigma_u}{E_0}$$

则有

$$\sigma_a = E_{f,a} \cdot \varepsilon_{f,a} \quad (49)$$

$E_{f,a}, \varepsilon_{f,a}$ 是 σ_a 应力水平下疲劳破坏时的疲劳模量和累积应变。当 $\varepsilon_{f,a} = \varepsilon_u$ 时, 有

$$\frac{E_{f,a}}{E_0} = \frac{\sigma_a}{\sigma_u} = r \quad (50)$$

代入式 (48)

$$N = (K(1-r))^{1/C} \quad (51)$$

确定了 C, K 后, 根据式 (48), (51), 就可求出材料在某一应力水平的疲劳寿命。

5.2 剩余强度变化法 Halpin 和 Waddoups [94] 最早提出用此法来预测疲劳寿命。他们认为材料强度随循环次数 n 增长而下降, 当剩余强度 $R(n)$ 达到外界应力幅 σ_{max} 时, 材料便发生破坏。考虑到初始强度 $R(0)$ 有一定的分散性, 可假设 $R(n)$ 服从 Weibull 分布。用这个思想建立的模型也称动态断裂模型, 以后又有不少学者用分析式具体表述了此模型, 建立了剩余强度与寿命的关系, 或者用概率来表示强度和寿命的关系。此类模型很多 [50, 55, 67, 71, 82, 84]。前节的强度损伤模型便是来自这种思想, 如式 (22), (31)。

Hahn [88] 证实了出现高静强度的概率和出现长疲劳寿命的概率是一致的, Yang [54] 推导了疲劳寿命的分布函数

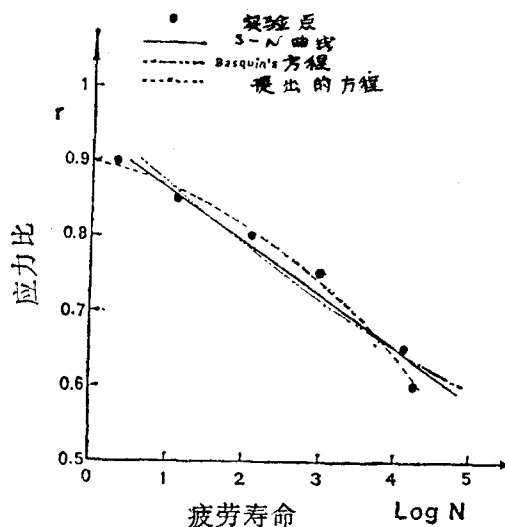


图 25 单应力水平下 G-10CR 材料的疲劳寿命

$$R(n) = \exp\left\{-\left[\frac{n + (s^c/f(s))}{(\beta_0^c/f(s))}\right]^{c_0/c}\right\} \quad (52)$$

α_0, β_0 是初始静强度 $x(0)$ 服从 2 参数 Weibull 分布的参数, 疲劳寿命也服从 Weibull 分布, 其形状参数 $\alpha_f = \alpha_0/c$. 将 S-N 曲线用幂函数拟合, $(s/\beta)^c \ll 1$, 可得到预估 $x(0)$ 的构件疲劳寿命如下:

$$n = \left(\frac{x(0)}{\beta_0}\right)^c N \quad (53)$$

上式与实验结果很相符.

Chou^[55,56] 提出用无量纲剩余强度 Y , 应用强度-寿命等秩的假定, 得到无量纲静强度 X , 和无量纲寿命 n , 的关系, 对每一个试件都能给出其 r - Y - n 曲线. 他还引进了调整参数 i , 认为可根据强度分散性大小, 将强度递降分为强递降和弱递降二种情况.

5.3 连续介质结合离散模型法 Reifsnider^[83] 提出主受力件模型来预测疲劳寿命. 这种混合方法不仅考虑了主受力件中唯象的结构变化, 还考虑了次受力件中由于损伤形成的各单层应力重分配的细微力学表现.

主受力件定义为控制整个层板强度和寿命的那部分铺层. Reifsnider 将主受力件失效分为三种形式^[83], 即压缩失效, 拉伸失效和时间相关失效. 次受力件是指发生损伤但不会导致整个层板破坏的那些铺层, 它对分层的贡献是由细观力学确定的. 相应地, 次受力件也有压缩、拉伸和时间相关三种失效形式.

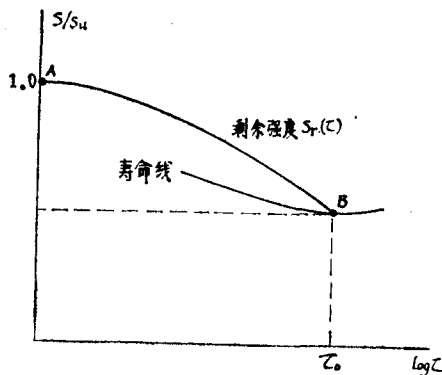


图 26 单向应力下主受力件上剩余强度和寿命图

图 26 是主受力件上剩余强度与寿命关系的示意图. S_u 为静强度, S_a 为主受力件上局部应力幅, $S_r(\tau)$ 是随时间 τ 变化的剩余强度, γ 为应力比. 当 A, B 为直线时, 有关系式

$$S_r(\tau) = S_u - (S_a - S_u) \frac{\tau}{\tau_0} \quad (54)$$

如果主受力件受到多向应力, 其破坏函数为

$$F_r(\tau) = 1 - \int_0^{\tau_1} (1 - F(\tau)) i \left(\frac{\tau}{\tau_0}\right)^{i-1} d\left(\frac{\tau}{\tau_0}\right) \quad (55)$$

$F(\tau)$ 是用初始强度表示 $\hat{F}(\tau)$ 的无量纲比, i 是非线性累计损伤参数, $\hat{F}(\tau)$ 是多轴应力状态时的强度破坏函数.

Reifsnider 将经典层板理论的思想, 即单层性能估计层板性能推广到用于估算疲劳寿命, 在一定程度上反映了复合材料疲劳破坏的物理本质. 很多学者对此表示了兴趣, 这是一个值得深入研究的问题.

估算疲劳寿命的公式很多, 还有一些是讨论随机加载下寿命问题和谱载荷下的疲劳性能预测等问题的^[81,87], 这里限于篇幅省略了.

要使理论估算的寿命与实际的结果相吻合, 是一件困难的事情. 就是在研究得比较多的金属材料领域内也未能很好地解决这个问题. 模型与实际结果相差甚远的原因可能是: ①实验条件与实际工况不很符合; ②计算 (或简化) 外力时有较大误差; ③未考虑环境因素和结

构因素；④提炼寿命计算模型时，不是模型简化太多，就是公式繁复，难以计算。诸如此类问题存在，使得复合材料的疲劳损伤规律还未被人们真正地认识。

6 目前研究复合材料疲劳中的几个问题

①复合材料宏微观损伤结合起来分析。如上所述，不少学者已研究了材料疲劳的开裂机理和断口形貌。但至今还未能提出一种明显的断口特征来判别疲劳破坏（金属材料可用断口上疲劳辉纹来判别疲劳断裂）。在研究宏微观结合的问题中，有四个参量的定义和测量非常重要，即能量，应力，单元（界面或纤维）开裂，纤维断裂数目，现在虽然有一些这方面的研究，但还不多。

②低频、高载下的弹塑性行为研究。复合材料在低周循环下，会有循环松弛现象，应力比 R （或位移比）会产生变化。在断裂分析中，Hahn^[88] 曾对直测柔度偏离理论值问题用粘弹性（或塑性）行为作了解释，裂纹扩展会使材料的粘弹性能发生变化。复合材料在低周疲劳中的现象，也可以从研究粘弹性行为入手，这样能够加深我们对复合材料疲劳破坏机制的认识。

③损伤力学的研究。现在还在不断地提出各类损伤模型。除了上述各项损伤参量外，还可以借助损伤力学的研究方法。对于金属材料疲劳来讲，引入了损伤力学后，已经得到了蠕变和疲劳条件下的初步疲劳寿命解。国内已在进行复合材料损伤力学的研究^[90,91]。我们期望这个方向的研究会有新的进展。

④混杂纤维疲劳问题研究。目前国内外很重视混杂纤维（特别是短纤维）复合材料的疲劳性能研究。由于短纤维任意排列，模压成型，成本低，故其应用面在不断扩大，例如美国汽车的车身就用短纤维混杂材料；我国化工设备中的阀门、管道也开始选用短纤维混杂材料。短纤维在基体中任意排列，可视为准各向同性材料。所以应用非均质各向同性断裂力学原理就可以较好地解决材料的强度计算问题。这方面研究的课题是很多的，如性能曲线，损伤机理，细观力学和层间剪应力分布等。是一个值得重视的研究方向。

⑤疲劳试样形状问题。目前在复合材料疲劳试验中，还没有统一的试件形状。做疲劳性能试验多用哑铃状试样，做裂纹扩展试验有的用紧凑拉伸（CT）试样，有的用双悬臂梁（DCB）试样等。有些试验又人为地确定裂纹在垂直载荷方向的纤维层中扩展，因此失去了研究问题的一般性。疲劳试验和试样的不规范，使得许多实验结果可比性差，影响了疲劳问题的深入研究。

⑥特殊疲劳研究。复合材料结构件的工作状况很多是受环境影响的，这包括高温，高湿度，介质等等。例如，在室温下的潮气对复合材料高周疲劳影响不大，但在高温下的潮气对复合材料疲劳寿命则有影响。这种特殊情况下的疲劳问题已经得到人们的重视。但研究文章还不多。是一个很有前途的领域。

参 考 文 献

- 1 宋焕成，赵时熙。聚合物基复合材料。国防工业出版社（1982）：250—370
- 2 ASTM D3479—76（1982）
- 3 GB3354—82（1982）
- 4 Yang Naibin, et al. *J. Reinf. Plast. Como. Mater.*, 5, 3（1986）：209—215
- 5 Shumokawa T. *Prog. Sci. Eng. Comp.*, ICCM-IV, Tokyo, 1（1982）
- 6 Whitnen J. *Experimental Mechanical of Fiber Reinforced Composite Materials*, Brookfield Center, U. S. A.（1982）

- 7 杨乃宾. 复合材料学报, 2, 3 (1985) : 54—60
- 8 Broutman I. J, Sahu S. ASTM STP479 (1972) : 170—188
- 9 G. 皮亚蒂. 复合材料进展. 科学出版社 (1982) : 74—241
- 10 Sallrind M J, ASTM STP 497 (1971)
- 11 Roo P De, Paluch B. Proc. of ICCM 6 and ECCM 2 (1987)
- 12 Waddoups M E. *J. Comp. Mater.*, 5 (1971) : 446—460
- 13 洗杏娟. 中国科学, 2 (1984) : 183
- 14 邵毓俊. 第4届全国复合材料会议论文集. 广州 (1986) : 101
- 15 Owen M J. ASTM STP 787 (1982) : 124—144
- 16 Roten A. Mech. of Comp. Mater., New York (1982)
- 17 Pipes. ASTM STP 546 (1976)
- 18 Kim R Y. Composite Design, edited by Tsai S W. (1987) : 19—31
- 19 Pagano N J, Pipe R B. *J. Comp. Mater.*, 5 (1971) : 50—57
- 20 Klaus. Proc. Inter. Symp. of Comp. Mater., Beijing (1986)
- 21 Amijima S, Tamimoto T. *J. Comp. Mater.*, 9 (1975) : 380
- 22 Dally J W. *J. Comp. Mater.*, 1 (1967) : 1424
- 23 Dally J W. *Engineering Science*, 9, 6 (1969)
- 24 Fei Yunpen, Xue Yuande. Proc. of ICCM 6 & ECCM 3 London (1987) : 213
- 25 Xue Yuande. Proc. of ICCM 6 & ECCM 3 London (1987) : 117
- 26 Shao Yujun. Proc. Inter. Symp. of Comp. Mater., Beijing (1986) : 697
- 27 Wang A S D. *Comp. Tech. Review*, 6, 2 (1984) : 45—62
- 28 Fanucei I P. Prog. in Sci. Eng. of Comp. ICCM-IV Tokyo 1 (1982)
- 29 Reifsnider K L. Proc. 14th Ann. Meeting of Soc. of Eng. Sci. (1977) : 378—384
- 30 Ierenro L. N86-22643 Univ. Microfilms, Oraer, No DA85224263 (1985)
- 31 Gregory M A. *J. Comp. Mater.*, 20, 1 (1986) : 16—24
- 32 Tashiyaki Torll, *Bull. JSME*, 28 (1985, 12)
- 33 Klaus. Proc. Inter. Symp. of Comp. Mater., Beijing (1986)
- 34 Radon J C. *Frac. Mech. Tech. Appl. to Mater. Eval. & Stru. Desi.* Martinus, Netherland (1983)
- 35 Yum Y-H. *Frac. Mech. Tech. Appl. to Mater. Eval. & Stru. Desi.* Martinus, Netherland (1983)
- 36 Theocaris P S. *J. Comp. Mater.*, 15 (1981) : 133
- 37 Kitagawa H. Prog. in Sci. Engi. of Comp. ICCM-IV Tokyo 1 (1982)
- 38 Theocaris P S. *J. Rein. Plas. Comp. Mater.*, 5, 2 (1986) : 120—140
- 39 洗杏娟. 复合材料学报, 2, 3 (1985) : 46—53
- 40 Krey J. Proc. of ICCM & ECCM 3, London (1987)
- 41 Fu Qunfan. Proc. Inter. Symp. Comp. Mater., Beijing (1986)
- 42 曾庆歌, 范赋群. 第4届全国复合材料会议论文集, 广州 (1986)
- 43 Dadao Amijima. Prog. in Sci. Engi. of Comp. ICCM-IV Tokyo 1 (1982)
- 44 Radon J C. *Frac. Mech. Tech. Appl. to Mater. Eval. & Stru. Desi.* Martinus, Netherland(1983)
- 45 Voss H. *J. Mater. Sci. Lett.*, 5, 5 (1986)
- 46 Glaes-Goran. *J. Rein. Plas. Comp. Mater.*, 6, 1 (1987) : 36—52
- 47 Kitogava H. Prog. in Sci. Engi. of Comp., ICCM-IV Tokyo 1 (1982)
- 48 Theocaris P S. *J. Rein. Plas. Comp. Mater.*, 5, 1 (1986) : 23—50
- 49 Hahn H T, Kim R Y. *J. Comp. Mater.*, 9 (1975) : 297—311
- 50 Hahn H T. *J. Comp. Mater.*, 10 (1976) : 156—180
- 51 Awerbach J, Hahn H T. ASTM STP 636 (1977) : 248—266
- 52 Hahn H T. ASTM STP 674 (1979) : 383—417
- 53 Brien T K, et al. *J. Comp. Mater.*, 15 (1981) : 55—70
- 54 Yang Y N. ASTM STP 723 (1981) : 231—235
- 55 Chou P C, Greman R. *J. Comp. Mater.*, 12 (1978) : 177—194
- 56 Chou P C, Greman R. ASTM STP 674 (1979) : 431—454
- 57 Taminoto T, Amidima S. 29th Ann. PR/CI Conf. SPI (1974)
- 58 Hahn H T, Hwang D G. ASTM STP 787 (1982) : 247—273
- 59 Chang F H, et al. *J. Comp. Mater.*, 10 (1976) : 182—192
- 60 Shao Yujun. Proc. ICCM 6 & ECCM 3. London (1987)
- 61 洗杏娟, 蒋灿兴. 航空学报, 5, 2 (1984)

- 62 金城等. Proc. ICCM 5 (1985)
- 63 童家贤. Proc. ISCMS 6 (1986) : 994
- 64 Sims G D. Proc. ICCM 6 & ECCM 3 London (1987)
- 65 童家贤. 第2届全国复合材料会议论文集 (1982) : 433
- 66 洗杏娟, 郑维平. Proc. ISCMS (1986) : 700
- 67 Radhakrishnan K. *J. Comp. Mater.*, **18**, 1 (1984) : 21—31
- 68 Poursatip A. Prog. in Sci. Eng. of Comp., ICCM-IV Tokyo 1 (1982) : 693
- 69 Hwang W. *J. Comp. Mater.*, **20**, 2 (1986) : 125—153
- 70 Tsai G C. *J. Comp. Mater.*, **21**, 1 (1987) : 2—13
- 71 Morsas D, Almicida. *J. Comp. Mater.*, **17**, 3 (1983)
- 72 Ganczakowski H L. Proc. ICCM 6 & ECCM 3. London (1987)
- 73 Bunsell A. *J. Mater. Sci.*, **10**, 10 (1975) : 1300—1308
- 74 Akiria Kokayashi. Proc. ICCM 6 & ECCM 3, London (1987)
- 75 Hashin Z, Roten A. *Mater. Sci. Eng.*, **34**, 2 (1978) : 147—160
- 76 Wang S S. *J. Comp. Mater.*, **20**, 5 (1986) : 493—511
- 77 Broutman L J, Sahu S. 24th Ann. PR/CI Conf. SPI (1969)
- 78 Tetsazo Shiraiishi. *J. Soc. Mater. Sci.*, **35** (1986) : 389
- 79 Hwang W, Han K S. *J. Comp. Mater.*, **20**, 2 (1986) 154—165
- 80 Park W J. Prog. in Sci. Eng. of Comp., ICCM-IV Tokyo 2 (1982) : 709
- 81 杜善义. 第4届全国复合材料会议论文集, 广州 (1986)
- 82 Yang N J. *J. Comp. Mater.*, **11** (1977) : 176—253
- 83 Reifsnider L. Proc. Int. Symp. of Comp. Mater., Beijing (1986) : 688
- 84 沈坤元, 王征颖, 薛元德. 力学与实践, 2 (1983) : 2—8
- 85 韩京堡, 黄云峰. 复合材料学报, **4**, 1 (1987) : 16—24
- 86 Amijima S. Prog. in Sci. Eng. of Comp., ICCM-IV Tokyo 1 (1982)
- 87 Leve H L. Theory and Design. A. F. Madayag (ed) (1960) : 170—203
- 88 Hahn K S. *J. Comp. Mater.*, **10** (1976) : 156—180
- 89 朱晓阳. 机械工程材料, **11**, 3 (1987) : 75—78
- 90 沈真. 力学进展, **15**, 2 (1985) : 147—161
- 91 She W. *Eng. Frac. Mech.*, **21**, 5 (1985) : 1019—1039
- 92 蒋咏秋. 复合材料学报, **2**, 1 (1985) : 101—105
- 93 Sallriind M J. ASTM STP 497 (1972)
- 94 Halpin J C. AFML-TR-289, Air Force Material Lab. (Dec. 1972)

A REVIEW ON FATIGUE OF FIBER REINFORCED COMPOSITES

Zhu Xiao-yang

Shanghai Research Institute of Materials

Abstract The fatigue of the fiber reinforced composites is a very active research field at present. According to the papers and research reports on fatigue of composites at home and abroad in the last two decades, this paper reviews the following four aspects: 1) The fatigue strength of composites and its influencing factors. 2) Initiation of composites damage and fatigue crack growth. 3) Models of fatigue damage. 4) Prediction of fatigue life. The further development and study topics in the fatigue of composites are also discussed.

Keywords *fiber reinforced composites; fatigue failure characteristics; fatigue cracks; fatigue damage; prediction of fatigue life*